

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局



(43) 国際公開日  
2001年11月1日 (01.11.2001)

PCT

(10) 国際公開番号  
WO 01/81640 A1

(51) 国際特許分類: C22C 38/00

(52) 発明者; および  
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 横井龍雄 (YOKOI, Tatsuo) [JP/JP], 高橋 学 (TAKAHASHI, Manabu) [JP/JP]; 〒293-0011 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP), 岡田浩幸 (OKADA, Hiroyuki) [JP/JP], 麻生敏光 (ASO, Toshimitsu) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP).

(53) 国際出願番号: PCT/JP00/08934

(54) 国際出願日: 2000年12月15日 (15.12.2000)

(55) 国際出願の言語: 日本語

(56) 国際公開の言語: 日本語

(57) 優先権データ:  
特願2000-121209 2000年4月21日 (21.04.2000) JP  
特願2000-121210 2000年4月21日 (21.04.2000) JP

(58) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION)

[JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

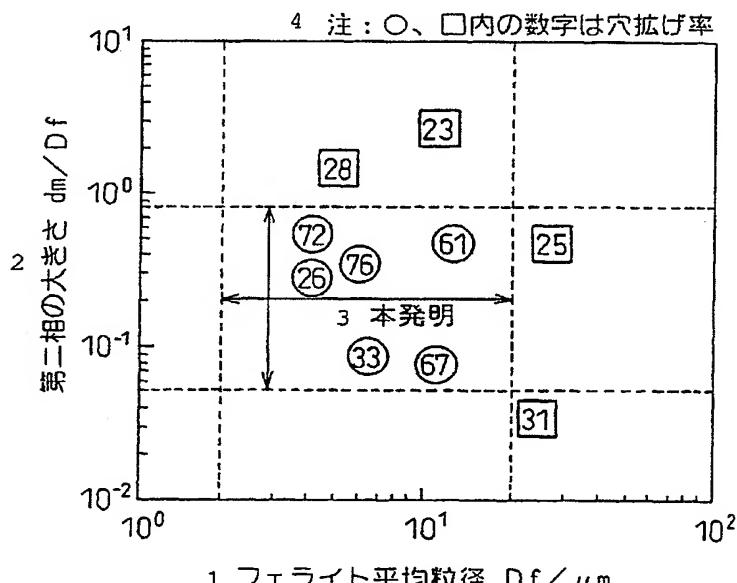
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 横井龍雄 (YOKOI, Tatsuo) [JP/JP], 高橋 学 (TAKAHASHI, Manabu) [JP/JP]; 〒293-0011 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP), 岡田浩幸 (OKADA, Hiroyuki) [JP/JP], 麻生敏光 (ASO, Toshimitsu) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP).

(74) 代理人: 石田 敬, 外 (ISHIDA, Takashi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: STEEL PLATE HAVING EXCELLENT BURRING WORKABILITY TOGETHER WITH HIGH FATIGUE STRENGTH, AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: バーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板およびその製造方法



1...AVERAGE GRAIN DIAMETER OF FERRITE Df/ $\mu\text{m}$   
2...SIZE OF SECONDARY PHASE dm/Df  
3...THE PRESENT INVENTION  
4...NOTE: FIGURE INSIDE AND  
REPRESENTS BURRING RATIO

(57) Abstract: A dual phase steel sheet having excellent burning workability, characterized in that it comprises, in mass %, 0.01 to 0.3 % of C, 0.01 to 2 % of Si, 0.05 to 3 % of Mn, 0.1 % or less of P, 0.01 % or less of S and 0.005 to 1 % of Al, and has a microstructure of a dual phase having a primary phase of ferrite and a secondary phase composed mainly of martensite or retained austenite, wherein a value obtained by dividing the volume fraction of the second phase by the average grain diameter of the second phase is 3 to 12, and a value obtained by dividing the average hardness of the secondary phase by an average hardness of the ferrite is 1.5 to 7; or a dual phase steel sheet having excellent burning workability, characterized in that it comprises, in mass %, 0.01 to 0.3 % of C, 0.01 to 2 % of Si, 0.05 to 3 % of Mn, 0.1 % or less of P, 0.01 % or less of S and 0.005 to 1 % of Al, and has a microstructure of a dual phase having a primary phase of ferrite and a secondary phase composed mainly of martensite or

[続葉有]

WO 01/81640 A1



(81) 指定国(国内): KR, US.

(84) 指定国(広域): ヨーロッパ特許(AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイドノート」を参照。

添付公開書類:  
— 国際調査報告書

---

retained austenite, wherein the ferrite has an average grain size of 2 to 20  $\mu\text{m}$ , a value obtained by dividing the average grain size of the secondary phase by the average grain size of the ferrite is 0.05 to 0.8, and the secondary phase has a carbon content of 0.2 to 3 %.

(57) 要約:

質量%で、C: 0.01~0.3%、Si: 0.01~2%、Mn: 0.05~3%、P  $\leq$  0.1%、S  $\leq$  0.01%、A1: 0.005~1%を含む鋼であり、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相を主にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトとする複合組織であり、第二相の体積分率を第二相の平均粒径で除した値が3以上12以下、且つ第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が1.5以上7以下であるバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。あるいは、質量%で、C: 0.01~0.3%、Si: 0.01~2%、Mn: 0.05~3%、P  $\leq$  0.1%、S  $\leq$  0.01%、A1: 0.005~1%を含む鋼であり、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相を主にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が2  $\mu\text{m}$ 以上20  $\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上3%以下であるバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

## 明細書

## バーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板およびその製造方法

## 技術分野

本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度540MPa以上の複合組織鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等の穴拡げ加工性と耐久性の両立が求められる素材として好適な、穴拡げ性（バーリング加工性）に優れた高疲労強度鋼板およびその製造方法に関するものである。

## 背景技術

近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただし、Al合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その適用は特殊な用途に限られている。従って、より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

このような高強度化の要求に対して、これまで車体重量の1/4程度を占めるホワイトボディーや、パネル類に使用される冷延鋼板の分野において、強度と深絞り性を兼ね備えた鋼板や焼付け硬化性のある鋼板等の開発が進められ、車体の軽量化に寄与してきた。ところが現在、軽量化の対象は車体重量の約20%を占める構造部材や足廻り部材にシフトしてきており、これらの部材に用いる高強度熱延鋼板の開発が急務となっている。

ただし、高強度化は一般的に成形性（加工性）等の材料特性を劣化させるため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが

高強度鋼板開発の鍵になる。特に構造部材や足廻り部材用鋼板に求められる特性としては、穴拡げ性、疲労耐久性および耐食性等が重要であり、高強度とこれら特性を如何に高次元でバランスさせるかが重要である。

例えば、ロードホイールディスク用鋼板に求められる特性としては、穴拡げ性と疲労耐久性が特に重要視されている。これは、ロードホイールディスクの成形工程の中でもハブ穴成形でのバーリング加工（穴拡げ加工）が特に厳しく、また、ホイールの部材特性で最も厳しい基準で管理されているのが疲労耐久性であるためである。

現在、これらロードホイールディスク用高強度熱延鋼板として、部材での疲労耐久性を重視して疲労特性に優れる590MPa級のフェライト-マルテンサイトの複合組織鋼板（いわゆるDual Phase鋼）が用いられているが、これら部材用鋼板に要求される強度レベルは、590MPa級から780MPa級へとさらなる高強度化へ向かいつつある。一方、高強度化に伴って穴拡げ性は低下する傾向を示すばかりでなく、複合組織鋼板はその不均一な組織のために穴拡げ性に関しては不利であると言われている。従って、590MPa級で問題とはならなかつた穴拡げ性が780MPa級では問題となる可能性がある。

すなわち、ロードホイール等足廻り部品への高強度鋼板の適用にあたっては、疲労耐久性に加えて穴拡げ性も重要な検討課題となる。ところが、疲労耐久性を向上させるためにミクロ組織をフェライト-マルテンサイトの複合組織とし、かつ穴拡げ性にも優れる高強度鋼板について記述した発明は、一部の例外を除いて殆ど見受けられないのが現状である。

例えば、特開平5-179396号公報には、ミクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたは残留オーステナイトとして疲労耐久性を確保し、フェライトをTiCやNbCの析出物で強化することで、フェラ

イト粒とマルテンサイト相との強度差を小さくし、フェライト粒への局所的な変形の集中を抑制して穴抜け性を確保する技術が開示されている。

しかしながら、ロードホイールのディスク等一部の部品用鋼板においては、バーリング加工性等の成形性と疲労耐久性の高いレベルでのバランスが大変に重要であり、上記従来技術では満足する特性が得られない。また、例え両特性が満足されたとしても、安価に安定して製造できる製造方法を提供することが重要であり、上述したような従来技術では不十分であると言わざるを得ない。

すなわち、上記特開平5-179396号公報は、フェライト粒を析出強化しているために伸びが十分得られないばかりか、製造時にマルテンサイト相の周囲に導入される高密度の可動転位が析出物によつて移動を妨げられるため、低降伏比というフェライト-マルテンサイト複合組織特有の特性が得られない。また、Ti, Nbの添加は製造コストの増加を招くために好ましくない。

そこで、本発明は上述したような従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性とバーリング加工性（穴抜け性）に優れた引張強度540MPa以上の複合組織鋼板、およびその鋼板を安価に安定して製造できる製造方法を提供することを目的とするものである。

## 発明の開示

本発明者らは、現在、通常に採用されている鋼板製造設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板もしくは冷延鋼板の製造プロセスを念頭において、鋼板のバーリング加工性と疲労特性の両立を達成すべく銳意研究を重ねた。その結果、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相を主にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20

$\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下であること、また、第二相の体積分率を第二相の平均粒径で除した値、および第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が、それぞれ3以上12以下、かつ1.5以上7以下であることが、バーリング加工性向上に非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。

即ち、本発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%にて、

C : 0.01~0.3 %、

Si : 0.01~2 %、

Mn : 0.05~3 %、

P :  $\leq 0.1$  %、

S :  $\leq 0.01$  %、

Al : 0.005 ~ 1 %、

を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相をマルテンサイトとする複合組織からなり、フェライト平均粒径が2 $\mu\text{m}$ 以上20 $\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、第二相の炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(2) 質量%にて、

C : 0.01~0.3 %、

Si : 0.01~2 %、

Mn : 0.05~3 %、

P :  $\leq 0.1$  %、

S :  $\leq 0.01$  %、

Al : 0.005 ~ 1 %、

を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相をマルテンサイトとする複合組織からなり、第二相の体積分率をその平均粒径で除した値が3以上12以下且つ、第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が1.5以上7以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(3) 上記(1)または(2)に記載の鋼が、さらに、質量%にて、

Cu : 0.2~2%を含有し、そのフェライト相におけるCuの存在状態としては、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態であることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(4) 上記(1)~(3)のいずれかの項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、B : 0.0002~0.002%を含有することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(5) 上記(1)~(4)のいずれかの項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、Ni : 0.1~1%を含有することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(6) 上記(1)~(5)のいずれかの項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、Ca : 0.0005~0.002%、REM : 0.0005~0.02%の一種または二種を含有することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(7) 上記(1)~(6)のいずれかの項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、

Ti : 0.05~0.5%、

Nb : 0.01~0.5%、

Mo : 0.05~1 %、

V : 0.02~0.2 %、

Cr : 0.01~1 %、

Zr : 0.02~0.2 %

の一種または二種以上を含有することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(8) 上記 (1) ~ (7) のいずれかの項に記載の成分を有する鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相を体積分率で 5 % 以上 25 % 以下の残留オーステナイトとする複合組織であることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

(9) 上記 (1) ~ (7) のいずれかの項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度 + 100 °C 以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で 1 ~ 20 秒間滞留し、その後、20°C / s 以上の冷却速度で冷却して、350 °C 以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

(10) 上記 (1) ~ (7) のいずれかの項に記載の成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高压デスケーリングを行ない、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度 + 100 °C 以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で 1 ~ 20 秒間滞留し、その後、20°C / s 以上の冷却速度で冷却して、350°C 以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

(11) 上記 (1) ~ (7) のいずれかの項に記載の成分を含む鋼を  $Ar_3$  変態点温度以上で熱間圧延を終了し、続く酸洗、冷間圧延た

後、 $Ac_1$  変態点温度以上  $Ac_3$  変態点温度以下の温度域で 30～150 秒間保持し、その後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上の冷却速度で  $350^{\circ}\text{C}$  以下の温度域まで冷却することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

(12) 上記 (1)～(7) のいずれかの項に記載の成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度 + 100 °C 以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で 1～20 秒間滞留し、その後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上の冷却速度で冷却して、350 超  $450^{\circ}\text{C}$  以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

(13) 上記 (1)～(7) のいずれかの項に記載の成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高压デスケーリングを行ない、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度 + 100 °C 以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で 1～20 秒間滞留し、その後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上の冷却速度で冷却して、350 超  $450^{\circ}\text{C}$  以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

(14) 上記 (1)～(7) のいずれかの項に記載の成分を含む鋼片を  $Ar_3$  変態点温度以上で熱間圧延を終了し、続く酸洗、冷間圧延た後、 $Ac_1$  変態点温度以上  $Ac_3$  変態点温度以下の温度域で 30～150 秒間保持し、その後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上の冷却速度で冷却して後、 $350^{\circ}\text{C}$  超  $450^{\circ}\text{C}$  以下の温度域に 15～600 秒間保持し、 $5^{\circ}\text{C}$  以上の冷却速度で  $150^{\circ}\text{C}$  以下の温度域まで冷却することを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

#### 図面の簡単な説明

図 1 は、本発明に至る予備実験の結果を、フェライト平均粒径、第二相の大きさと穴抜け率の関係で示す図である。

図 2 は、本発明に至る予備実験の結果を、第二相の炭素濃度と穴抜け率の関係で示す図である。

図 3 は、本発明に至る予備実験の結果を、第二相の体積分率を第二相の平均粒径で除した値、第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値と、穴抜け率の関係で示す図である。

図 4 は、疲労試験片の形状を説明する図である。

#### 発明を実施するための最良の形態

以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。

まず、穴抜け性に及ぼすフェライト平均粒径および第二相の大きさの影響を調査した。そのための供試材は次のようにして準備した。すなわち、0.07% C - 1.6 % Si - 2.0 % Mn - 0.01% P - 0.001 % S - 0.03% Al に成分調整し溶製した鉄片を、 $Ar_3$  変態点温度以上のいずれかの温度で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar1$  変態点温度以上  $Ar3$  変態点温度以下のいずれかの温度域で 1 ~ 15 秒間滞留し、その後  $20^{\circ}C / s$  以上の冷却速度で冷却して、常温で巻き取った。

これらの鋼板について穴抜け試験を行った結果から、フェライト平均粒径および第二相の大きさについて整理したものを図 1 に示す。

この結果より、フェライト平均粒径および第二相の大きさ（第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値）と穴抜け性には強い相関があり、フェライト平均粒径および第二相の大きさがそれぞれ  $2 \mu m$  以上  $20 \mu m$  以下、および  $0.05$  以上  $0.8$  以下で、穴抜け性が著しく向上することを新規に知見した。

このメカニズムは必ずしも明らかではないが、第二相が大きすぎ

ると第二相と母相の界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となり、小さすぎると穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、最適なサイズと間隔において穴抜け率が向上すると推測される。また、フェライト平均粒径が小さすぎると降伏応力が上昇し、成形後の形状凍結性に悪影響を及ぼし、大きすぎるとミクロ組織の均一性が失われ、穴抜け率と相関がある局部延性が低下するためと考えられる。

なお、フェライト平均粒径の測定法は、JIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じた。また、第二相の平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

さらに、穴抜け性に及ぼす第二相の炭素濃度の影響を調査した。上記鋼板について穴抜け性を第二相の炭素濃度で整理したものを図2に示す。この結果より、第二相の炭素濃度と穴抜け性には強い相関があり、第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下で、穴抜け性が著しく向上することを新規に知見した。

このメカニズムも必ずしも明らかではないが、第二相の炭素濃度が高すぎると第二相と母相との強度差が大きくなり、打ち抜き時にその界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となる。一方、第二相の炭素濃度が低すぎると必然的にフェライト相の延性が低下し、穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、穴抜け率が低下する。従って、最適な第二相の炭素濃度において穴抜け率が向上すると推測される。

ただし、第二相の炭素濃度が1.2%超であると、スポット溶接等の溶接時に熱影響部の軟化が著しくなり疲労破壊の起点となる可能性があるので、第二相の炭素濃度は0.2%以上1.2%以下の範囲が好ましい。

なお、穴拡げ性（バーリング加工性）については、日本鉄鋼連盟規格JFST 1001-1996記載の穴拡げ試験方法に従って評価した。

次に、本発明における鋼板のミクロ組織および第二相の炭素濃度について、詳細に説明する。

鋼板のミクロ組織は、疲労特性とバーリング加工性（穴拡げ性）を両立させるためにフェライトを主相とし、第二相を主にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトとする複合組織とした。ただし、第二相には不可避的なベイナイト、ペーライトを含むことを許容するものである。

ここで、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、ペーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタル試薬および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用いて200~500倍の倍率で観察された板厚の1/4tにおけるミクロ組織の面積分率で定義される。

一方、オーステナイトはフェライトと結晶構造が違うため結晶学的に容易に識別できる。従って、残留オーステナイトの体積分率はX線回折法によっても実験的に求めることができる。すなわち、MoのK $\alpha$ 線を用いてオーステナイトとフェライトとの反射面強度の違いより次式を用いてその体積分率を簡便に求める方法である。

$$V_{\gamma} = (2/3) \{ 100 / (0.7 \times \alpha(211) / \gamma(220) + 1) \} + (1/3) \{ 100 / (0.78 \times \alpha(211) / \gamma(311) + 1) \}$$

ただし、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ は、それぞれフェライト（ $\alpha$ ）オーステナイト（ $\gamma$ ）のX線反射面強度である。

残留オーステナイトの体積分率は光学顕微鏡観察およびX線回折法のいずれの方法を用いてもほぼ一致した値が得られたので、いず

れの測定値を用いても差し支えない。

また、残留オーステナイトの炭素濃度はX線回折法やメスバウア一分光法により実験的に求めることができる。例えば、X線回折法では進入型固溶元素であるCがオーステナイトの結晶格子に配位されるために起こる格子定数の変化と炭素濃度との関係より残留オーステナイトの炭素濃度が測定可能である。すなわち、格子定数の測定はCo, Cu, FeのK $\alpha$ 線を用いて、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、文献（「X線回折概論」：B. D. Cullity著（松村源太郎訳）、株式会社アグネ）記載の反射角度から格子定数を計算する方法にて得ることができる。ここで、 $\cos^2 \theta$ （ただし、 $\theta$ は反射角度）と格子定数aには直線関係があることから、真の格子定数a<sub>0</sub>は、この直線を $\cos^2 \theta = 0$ に外挿して得られる。さらに、この真の格子定数a<sub>0</sub>の値から、オーステナイトの格子定数とオーステナイト中の炭素濃度との関係、例えば文献（R. C. Ruhl and M. Cohen, Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol 245(1969)pp241）記載の

$$a_0 = 3.572 + 0.033 \% C \text{ (炭素濃度)}$$

を用いて得ることができる。

また、第二相がマルテンサイトならば第二相の炭素濃度はEPMA（Electron Probe Micro Analyzer：電子線マイクロアナライザー）を用い、文献（電子線マイクロアナリシス：副島 啓義著 日刊工業新聞社出版）記載の検量線法により得られた値である。ただし、測定した第二相の粒は5個以上であり、炭素濃度はその平均値とした。一方、上記方法に置き換わる簡易測定方法として、以下の方法にて第二相の炭素濃度を求めて良い。すなわち、鋼全体（体積分率最大の相と第二相）の炭素含有量（鋼全体での平均炭素濃度）とフェライトでの炭素濃度から、第二相の炭素濃度を算出する方法で

ある。

鋼全体（体積分率最大の相と第二相）の炭素含有量は鋼成分の炭素量であり、フェライトでの炭素濃度は焼付硬化指数（以下BH）より見積もることができる。ただしBH量(MPa)とは、JIS5号引張試験片を用い、2.0%の予ひずみを付与後、170°Cで20分の熱処理を施し、再度引張試験を行って得られる値で、熱処理前の2.0%での流动応力と熱処理後の降伏点の差である。

複合組織鋼におけるBH量は、2.0%程度の予ひずみでは硬質な第二相が塑性変形を起こさないと考えられることから、フェライト中の固溶炭素量と相関があるとして差し支えない。

文献 Formable HSLA and Dual-Phase Steels (1977), A. T. DAVEN PORT著、131頁のFig. 4に、複合組織鋼の固溶炭素量とBH量の関係が示されている。この関係から複合組織鋼のBH量と固溶炭素量の関係は

$$C_s \text{ (固溶炭素量)} = 1.5 \times 10^{-4} \exp (0.033 \times BH)$$

と近似することができる。従って第二相の炭素濃度は

$$C_m = [C \text{ (鋼中の炭素含有量)} - C_s] / f_M \text{ (第二相体積率)}$$

で見積もることができる。また、上記の式より見積もった第二相の炭素濃度とEPMAによって測定した炭素濃度は非常によい相関を示している。

これらの鋼板について穴抜け試験を行った結果を、第二相の体積分率Vsを第二相の平均粒径dmで除した値、および第二相の硬さの平均値Hvsをフェライトの硬さの平均値Hvfで除した値について整理したもの図3に示す。

この結果より、第二相の体積分率を第二相の平均粒径で除した値、および第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値と、穴抜け性には強い相関があり、第二相の体積分率を第二相

の平均粒径で除した値、および第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が、それぞれ3以上12以下、且つ1.5以上7以下で穴拡げ性が著しく向上することを知見した。

このメカニズムも必ずしも明らかではないが、第二相の体積分率を第二相の平均粒径で除した値（第二相粒の大きさ）が大きすぎるとミクロ組織の均一性が失われ、第二相の母相の界面にボイドが生じやすく、穴拡げの際にクラックの起点となり易くなり、小さすぎると穴拡げ率と相関がある局部延性が低下するため、最適な値において穴拡げ率が向上すると推測される。

また、第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値（フェライトと第二相の強度差）が大きすぎると、第二相と母相の界面にボイドが生じやすく、穴拡げの際にクラックの起点となり、小さすぎる疲労き裂の停留に有効な第二相の効果が失われ、穴拡げ性と疲労特性の両立が困難になると考えられる。

続いて、本発明の化学成分の限定理由について説明する。成分含有量は質量%である。

Cは、所望のミクロ組織を得るのに必要な元素である。ただし、0.3%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.3%以下とする。また0.01%未満であると強度が低下するので、0.01%以上とする。

Siは、所望のミクロ組織を得るのに必要であると共に、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためにには0.01%以上含有する必要がある。しかし2%超含有すると加工性が劣化する。そこでSiの含有量は0.01%以上、2%以下とする。

Mnは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためにには0.05%以上必要である。また、3%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3%以下とする。

Pは不純物であり低いほど好ましく、0.1%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすと共に疲労特性も低下させるので、0.1%以下とする。

Sは、不純物であり低いほど好ましく、多すぎると穴抜け性を劣化させるA系介在物を生成するので、極力低減させるべきであるが、0.01以下ならば許容できる範囲である。

Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1%とする。また、あまり多量に添加すると非金属介在物を増大させて伸びを劣化させるので、好ましくは0.5%以下とする。

Cuは、固溶状態で疲労特性を改善する効果があるので、必要に応じ添加する。ただし、0.2%未満ではその効果は少なく、2%を超えて含有しても効果が飽和する。そこで、Cuの含有量は0.2~2%の範囲とする。

Bは、Cuと複合添加することにより疲労限を上昇させる効果があるので、必要に応じ添加する。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は0.0002%以上、0.002%以下とする。

Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために必要に応じ添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1%とする。

CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、それぞれ0.0005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.002%超、REMならば0.02%超添加してもその効果が飽和するので、Ca:0.0005~0.002%、REM:0.0005~0.02%添加することが好ましい。

さらに、強度を付与するために、Ti, Nb, Mo, V, Cr, Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ0.05%、0.01%、0.05%、0.02%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ0.5%、0.5%、1%、0.2%、1%、0.2%を超えて添加しても、その効果は飽和する。

なおSnは、本発明の効果を得るために特に定める必要はないが、熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので、0.05%以下が望ましい。

次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。

本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後、加熱炉で再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1400°C以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400°C未満が望ましい。また、1000°C未満の加熱はスケジュール上操業効率を著しく損なうため、再加熱温度は1000°C以上が望ましい。

熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終パス温度(FT)がAr3変態点温度以上Ar3変態点温度+100°C以下の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr3変態点温度を切ると、ひずみが残留して延性が低下してしまい加工性が劣化し、仕上げ温度がAr3変態点温度+100°C超では、仕上げ圧延後のオーステナイト粒径が大きくなってしまうために、後の冷却工程において行う二相域でフェライト変態の促進が不十分になり、目的とするミクロ組織が得られない。従って、仕上げ温度はAr

3 変態点温度以上Ar3 変態点温度+100 °C以下とする。

ここで、粗圧延終了後に高圧デスケーリングを行う場合は、鋼板表面での高圧水の衝突圧  $P$  (MPa)  $\times$  流量  $L$  (リットル/ $\text{cm}^2$ )  $\geq 0.0025$  の条件を満たすことが好ましい。

鋼板表面での高圧水の衝突圧  $P$  は以下のように記述される（「鉄と鋼」、1991, vol. 77, No. 9, P1450 参照）。

$$P \text{ (MPa)} = 5.64 \times P_0 \times V \times H^2$$

ただし、

$P_0$  (MPa) : 液圧力

$V$  (リットル/min) : ノズル流液量

$H$  (cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

流量  $L$  は以下のように記述される。

$$L \text{ (リットル}/\text{cm}^2\text{)} = V / (W \times v)$$

ただし、

$V$  (リットル/min) : ノズル流液量

$W$  (cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

$v$  (cm/min) : 通板速度

衝突圧  $P \times$  流量  $L$  の上限は、本発明の効果を得るために特に定める必要はないが、ノズル流液量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが好ましい。

さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さ  $R_y$  が  $15 \mu \text{m}$  ( $15 \mu \text{m Ry}$ ,  $12.5\text{mm}$ ,  $1n12.5\text{mm}$ ) 以下であることが好ましい。これは、例えば「金属材料疲労設計便覧」、日本材料学会編、84頁に記載されている通り、熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は、鋼板表面の最大高さ  $R_y$  と相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延は、デスケーリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐ

ために、5秒以内に行うのが望ましい。

仕上圧延を終了した後の工程は、まずAr3 変態点からAr1 変態点までの温度域（フェライトとオーステナイトの二相域）で1～20秒間滞留する。ここで滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、20秒超ではパーライトが生成し、目的とするフェライトを主相とし、第二相を主にマルテンサイトもしくは残留オーステナイトとする複合組織が得られない。

また、1～20秒間の滞留をさせる温度域は、フェライト変態を容易に促進させるためAr1 変態点以上 800°C以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20°C／s 以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが好ましい。さらに、1～20秒間の滞留時間は生産性を極端に低下させないためには、1～10秒間とすることが好ましい。

次に、その温度域から巻取温度（CT）までは20°C／s 以上の冷却速度で冷却するが、20°C／s 未満の冷却速度では、パーライトもしくは炭化物を多く含むベイナイトが生成してしまい十分なマルテンサイトもしくは残留オーステナイトが得られず、目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトもしくは残留オーステナイトを第二相とするミクロ組織が得られない。

巻取温度までの冷却速度の上限は、特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、熱ひずみによる板そりが懸念されることから、200°C／s 以下とすることが好ましい。

次に、巻取温度については、ミクロ組織がフェライトが主相で、第二相をマルテンサイトの複合組織とする鋼板を製造する場合においては 350°C以下とする。この理由は、巻取温度が 350°C超ではベ

イナイトが生成して十分なマルテンサイトが得られず、目的とするフェライトを主相としてマルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られないため、350°C以下に限定する。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水濡れの状態にあると鋸による外観不良が懸念されるため、50°C以上が望ましい。

一方、前記ミクロ組織がフェライトを主相とし、第二相を体積分率で5%以上25%以下の残留オーステナイトとする複合組織とする鋼板を製造する場合においては350°C超450°C以下の巻取温度とする必要がある。この理由は、450°C超の巻取温度では炭化物を多く含むベイナイトが生成して十分な残留オーステナイトが得られず、目的とするミクロ組織が得られないため450°C以下とする必要があり、また、350°C以下の巻取温度ではマルテンサイトが多量に生成して十分な残留オーステナイトが得られず、目的とするミクロ組織が得られないため350°C超とする必要がある。

また、本発明においては高疲労強度の冷延鋼板とすることもできるが、この場合には酸洗後に行う冷間圧延の条件について厳密には規定する必要はないが、圧下率は30%～80%とすることが好ましい。この理由は、圧下率が30%未満であると、その後の焼鈍工程において再結晶が完全に生じず延性が劣化し、一方、80%超では冷間圧延機に負荷がかかり過ぎるため80%以下とする。

最後に焼鈍工程は、連続焼鈍を前提としている。まず、加熱温度はAc1点以上Ac3点以下の二相域で行う。ただし、その温度範囲内でも低温すぎると、熱延板段階でセメンタイトが析出していた場合、セメンタイトが再固溶するのに時間がかかりすぎ、高温すぎるとオーステナイトの体積率が大きくなりすぎてオーステナイト中のC濃度が低下し炭化物を多量に含むベイナイトもしくはパーライト変態のノーズにかかりやすくなるため780°C以上850°C以下で加

熱するのが好ましい。また、保持時間であるが15秒未満では、セメントタイトが完全に再固溶するのに不十分であり、600秒超では、通板速度を低下させなければならず操業上好ましくないので、保持時間は15～600秒間とする。次に保持後の冷却速度であるが20°C/s未満では、炭化物を多量に含むベイナイトもしくはパーライト変態のノーズにかかる恐れがあるため、20°C/s以上の冷却速度とする。冷却完了温度は350°C超では、目的としているミクロ組織が得られないので、350°C以下の温度域まで冷却する。

更に、上記高疲労強度の第二相が残留オーステナイトである冷延鋼板の製造においては、ベイナイト変態を促進し、必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる350～450°Cの温度に保持するが、この保持温度については、450°C超では残留したオーステナイトがパーライトに分解してしまう。また、350°C未満では、微細な炭化物が析出してしまい目的とする量の残留オーステナイトが得られないため延性が劣化するので、ベイナイト変態を促進し必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持温度は350°C超450°C以下とする。さらに、その保持時間であるが、15秒未満ではベイナイト変態の促進が不十分であり、不安定な残留オーステナイトは冷却終了時にマルテンサイトとなってしまい必要な量の安定化した残留オーステナイト相が得られない。また、600秒超の保持は、ベイナイト変態を促進しすぎて必要な量の安定化した残留オーステナイト相を得られないばかりでなく、通板速度を低下させなければならず操業上好ましくない。従って、ベイナイト変態を促進し必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持時間は、15秒以上600秒以下とする。最後に冷却完了温度までの冷却速度は、5°C/s未満では、ベイナイト変態を促進しすぎて必要な量の安定化した残留オーステナイト相を得られない恐れがあるので、5°C/s以上とする

## 実施例 1.

以下に、実施例により本発明をさらに説明する。

表 1 に示す化学成分を有する A～Q の鋼は、転炉で溶製して連続鑄造後、表 2 に示す加熱温度 (SRT) で再加熱し、粗圧延後に同じく表 2 に示す仕上げ圧延温度 (FT) で 1.2～5.4mm の板厚に圧延した後、表 2 に示す巻取温度 (CT) でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧 2.7MPa、流量 0.001 リットル / cm<sup>2</sup> の条件で高圧デスケーリングを行った。

このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の 5 号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表 2 にその試験結果を示す。ここで、フェライトおよび第二相の体積率とは、鋼板の圧延方向断面厚みの 1 / 4 厚における光学顕微鏡で、200～500 倍で観察されたミクロ組織中におけるそれらの組織の面積分率で定義される。なお、フェライト平均粒径の測定法は、JIS G 0552 鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じ、第二相の平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。また、硬さ測定法は、JIS Z 2244記載のビッカース硬さ試験方法に従って測定した。ただし、試験力は 0.049～0.098 N、保持時間は 15 秒である。

また、第二相の炭素濃度は EPMA (Electron Probe Micro Analyzer : 電子線マイクロアナライザー) を用い、文献 (「電子線マイクロアナリシス」、副島 啓義著 日刊工業新聞社出版) 記載の検量線法により得られた値である。ただし、測定した第二相粒は 5 個以上であり、炭素濃度はその平均値とした。

一方、一部の試料については、上述の簡易測定方法で第二相の炭

素濃度を測定している。

さらに、図4に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 $10 \times 10^7$ 回での疲労限  $\sigma_W$ を鋼板の引張り強さ  $\sigma_B$ で除した値（疲労限度比  $\sigma_W / \sigma_B$ ）で評価した。

ただし、疲労試験片の表面は研削など一切行わず酸洗ままの表面とした。

一方、バーリング加工性（穴抜け性）については、日本鉄鋼連盟JFS T 1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って評価した。

本発明に沿うものは、鋼A, B, C-6, G, K, L, M, N, O, P, Qの11鋼種であり、所定の量の鋼成分を含有し、そのミクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2 \mu m$ 以上 $20 \mu m$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下であり、また、第二相の体積分率Vsを第二相の平均粒径dmで除した値が3以上12以下、且つ第二相の硬さの平均値Hvsをフェライトの硬さの平均Hvfで除した値が、1.5以上7以下であり、バーリング加工性に優れた複合組織鋼板が得られた。

上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。

すなわち、鋼C-1は、仕上圧延終了温度(FT)が本発明の範囲より高く、フェライト粒径(Df)、第二相の大きさ( $dm / Df$ )、第二相炭素濃度( $Cm$ )、および第二相粒の大きさ( $Vs / dm$ )が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率( $\lambda$ )および疲労限度比( $\sigma_W / \sigma_B$ )が得られていない。

鋼C-2は、仕上圧延終了温度(FT)が本発明の範囲より低く、

第二相の大きさ ( $d_m/D_f$ ) 、フェライトおよび第二相の強度差 ( $H_{Vs}/H_{Vf}$ ) が本発明の範囲外であるので、十分な穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。さらに、ひずみが残留して延性 (El) も低下する。

鋼 C - 3 は、滞留後の冷却速度 (CR) が本発明の範囲より遅く、巻取温度 (CT) も本発明の範囲より高い。従って、フェライト粒径 ( $D_f$ ) 、第二相の大きさ ( $d_m/D_f$ ) 、第二相炭素濃度 ( $C_m$ ) および第二相粒の大きさ ( $V_s/d_m$ ) が本発明の範囲外であるので、十分な穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 C - 4 は、滞留温度 (MT) が本発明の範囲より低く、第二相の大きさ ( $d_m/D_f$ ) 、第二相炭素濃度 ( $C_m$ ) 、フェライトおよび第二相の強度差 ( $H_{Vs}/H_{Vf}$ ) が本発明の範囲外であるので、十分な穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 C - 5 は、滞留時間 (Time) がなく、第二相の大きさ ( $d_m/D_f$ ) 、第二相炭素濃度 ( $C_m$ ) 、フェライトおよび第二相の強度差 ( $H_{Vs}/H_{Vf}$ ) が本発明の範囲外であるので、十分な穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 D は、C の含有量が本発明の範囲外であるので、目的とするミクロ組織が得られず、十分な強度 (TS) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 E は、Si の含有量が本発明の範囲外であるので、十分な強度 (TS) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 F は、Mn の含有量が本発明の範囲外であり、フェライト粒径 ( $D_f$ ) 、第二相の大きさ ( $d_m/D_f$ ) および第二相粒の大きさ ( $V_s/d_m$ ) が本発明の範囲外であるので、十分な強度 (TS) 、穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W/\sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 H は、 S の含有量が本発明の範囲外であるので、十分な穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W / \sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 I 、 P の含有量が本発明の範囲外であるので、十分な疲労限度比 ( $\sigma_W / \sigma_B$ ) が得られていない。

鋼 J は、 C の含有量が本発明の範囲外であるので、十分な伸び (E1) 、穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_W / \sigma_B$ ) が得られていない。

表 1

鋼	化学組成 (単位: 質量 %)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
A	0.055	0.890	1.21	0.008	0.0006	0.032		本発明
B	0.047	1.640	1.21	0.007	0.0008	0.025		本発明
C	0.074	1.620	1.79	0.009	0.0009	0.026		本発明
D	0.003	0.120	0.24	0.080	0.0008	0.019		比較鋼
E	0.045	0.006	1.22	0.011	0.0011	0.030		比較鋼
F	0.055	0.780	0.03	0.012	0.0008	0.033		比較鋼
G	0.067	1.590	1.48	0.009	0.0007	0.032	Cu:1.18、Ni:0.62、B:0.0002	本発明
H	0.070	1.660	1.81	0.008	0.0300	0.028		比較鋼
I	0.071	1.610	1.81	0.180	0.0010	0.025		比較鋼
J	0.250	0.880	1.11	0.080	0.0008	0.027		比較鋼
K	0.072	1.610	1.82	0.009	0.0011	0.030	Ca:0.0008	本発明
L	0.120	0.910	1.51	0.008	0.0013	0.038	Ti:0.08	本発明
M	0.081	1.881	1.60	0.007	0.0010	0.036	Nb:0.03	本発明
N	0.068	1.630	0.21	0.008	0.0009	0.022	Mo:0.63	本発明
O	0.066	1.210	2.11	0.077	0.0009	0.023	V:0.07	本発明
P	0.051	0.263	1.33	0.009	0.0011	0.026	Cr:0.11	本発明
Q	0.038	0.880	1.31	0.010	0.0012	0.028	Zr:0.05、REM:0.0006	本発明

2

製造条件										機械的性質										疲労特性		
鋼	SRT (°C)	FT (°C)	HT (°C)	Time (s)	GR (°C/s)	GT (°C)	7.5% 延伸率 (%)	4%延伸率 (%)	0% (%)	Df. (μm)	din/Df	第二相*	Vs/dm (%)	Hvs/Hvf (MPa)	σY (MPa)	σB (MPa)	EI (%)	λ	σW (MPa)	σW/σB (%)	備考	
A	1200	860	680	5	90	50	93	7	0	0.76	15	0.08	7 (7)	5.8	6.3	3888	607	64	34	86	320	53
B	1150	870	650	5	90	50	88	12	0	0.36	12	0.15	12 (12)	6.7	3.3	426	699	61	32	79	365	52
C-1	1150	910	670	5	90	50	60	10	30	0.15	21	0.90	40 (10)	2.1	1.9	653	845	77	19	29	380	45
C-2	1150	740	600	5	90	50	70	10	20	0.22	10	0.90	30 (10)	3.3	1.4	675	820	82	15	34	380	44
C-3	1150	820	600	5	5	550	40	0	60	0.12	26	1.50	60 (0)	1.5	1.7	562	733	77	28	33	330	45
C-4	1150	830	400	5	90	50	45	0	55	0.09	7	1.20	55 (0)	6.5	1.2	688	875	79	19	30	400	46
C-5	1150	810	-	0	90	50	50	0	50	0.12	6	1.00	50 (0)	8.3	1.2	551	810	68	20	39	350	43
C-6	1150	820	620	5	90	50	85	15	0	0.46	9	0.25	15 (15)	6.7	3.4	485	783	62	28	75	410	52
D	1200	900	720	5	90	50	100	0	0	-	60	-	0 (0)	-	-	194	324	60	45	116	150	46
E	1200	860	650	5	90	50	90	3	7	0.42	18	0.10	10 (3)	5.6	5.3	367	496	74	35	56	200	40
F	1200	860	640	5	90	50	83	0	17	0.20	26	0.04	17 (0)	16.3	5.5	323	521	62	35	34	245	47
G	1150	810	610	5	90	50	85	12	3	0.42	6	0.30	15 (12)	8.3	3.4	505	789	64	27	62	450	57
H	1150	810	620	8	60	50	85	13	2	0.44	8	0.20	15 (13)	9.4	3.2	498	790	63	21	19	370	47
I	1150	810	630	8	60	50	84	16	0	0.41	7	0.20	16 (16)	11.4	3.1	518	836	62	22	49	355	42
J	1200	800	700	8	60	50	65	25	20	0.68	-	-	45 (25)	-	-	742	1160	64	11	5	450	39
K	1150	810	610	8	60	50	85	13	2	0.45	8	0.20	15 (13)	9.4	3.3	479	786	61	27	61	410	52
L	1250	810	680	8	60	50	75	20	5	0.45	11	0.35	25 (10)	6.5	4.0	469	722	65	26	70	370	51
M	1150	810	680	8	60	50	82	16	2	0.42	9	0.25	18 (16)	8.0	3.1	528	812	65	23	64	420	52
N	1150	810	610	8	60	50	90	10	0	0.65	16	0.20	10 (10)	3.1	6.5	345	556	62	34	90	280	50
O	1150	810	680	8	60	50	82	15	3	0.34	10	0.25	18 (15)	7.2	2.8	525	821	64	22	65	430	52
P	1200	820	670	8	60	50	94	6	0	0.82	17	0.07	6 (6)	5.0	6.1	337	561	60	35	92	290	52
Q	1200	840	670	8	60	50	94	6	0	0.60	15	0.07	6 (6)	5.7	5.2	387	624	62	32	83	320	51

\* : 残留オーステナイトを含む括弧内はマルテンサイト分率

## 実施例 2.

以下に、実施例により本発明をさらに説明する。

表 3 に示す化学成分を有する A～O の鋼は、転炉にて溶製して、連続铸造後、表 4 に示す加熱温度 (SRT) で再加熱し、粗圧延後に同じく表 4 に示す仕上げ圧延温度 (FT) で 1.2～5.4mm の板厚に圧延した後、表 4 に示す巻取温度 (CT) でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧 2.7MPa、流量 0.001リットル/cm<sup>2</sup> の条件で高圧デスケーリングを行った。

表 3

No	鋼種	化学組成 (単位: 質量 %)							備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
1	A	0.100	1.360	1.32	0.008	0.0006	0.032		発明鋼
2	B	<u>0.003</u>	0.120	0.24	0.080	0.0008	0.019		比較鋼
3	C	0.090	0.007	1.35	0.010	0.0007	0.030		比較鋼
4	D	0.120	1.400	0.02	0.007	0.0008	0.031		比較鋼
5	E	0.150	1.920	1.46	0.010	0.0010	0.036	Cu:0.58、Ni:0.23、B:0.0002	発明鋼
6	F	0.168	1.950	1.60	<u>0.150</u>	0.0010	0.041		比較鋼
7	G	0.170	1.900	1.55	0.008	0.0300	0.035		比較鋼
8	H	<u>0.310</u>	1.350	1.30	0.012	0.0011	0.041		比較鋼
9	I	0.146	1.880	1.66	0.011	0.0006	0.032	Ca:0.0009	発明鋼
10	J	0.155	1.910	1.60	0.010	0.0007	0.030	Ti:0.07	発明鋼
11	K	0.171	1.790	1.75	0.008	0.0008	0.040	Nb:0.03	発明鋼
12	L	0.168	1.900	1.55	0.007	0.0007	0.041	Mo:0.61	発明鋼
13	M	0.095	1.400	1.35	0.013	0.0007	0.044	V:0.07	発明鋼
14	N	0.110	1.350	1.40	0.007	0.0009	0.021	Cr:0.12	発明鋼
15	O	0.100	1.330	1.44	0.011	0.0012	0.026	Zr:0.05、REM:0.0004	発明鋼

注) アンダーラインは本発明外の条件

このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の 5 号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表 4 にその試験結果を示す。表 4 中、ミクロ組織の「その他」はパーライトまたはマルテンサイトであった。ここで、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、パーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の 1/4 W もしくは 3/4 W 位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタール試薬

および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッティングし、光学顕微鏡を用い 200~500 倍の倍率で観察された板厚の  $1/4 t$  におけるミクロ組織の面積分率である。ただし、一部は前述のX線回折法にて得られた値も含まれている。なお、残留オーステナイト平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。また、硬さ測定法はJIS Z 2244記載のビッカース硬さ試験－試験方法に従って測定した。ただし、試験力は 0.049~0.098 N、保持時間は15秒である。

さらに、図4に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 $10 \times 10^7$  回での疲労限  $\sigma_w$  を鋼板の引張り強さ  $\sigma_B$  で除した値（疲労限度比  $\sigma_w / \sigma_B$ ）で評価した。ただし、疲労試験片の表面は研削など一切行わず酸洗ままの表面とした。

一方、バーリング加工性（穴抜け性）については日本鉄鋼連盟規格JFS T 1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って穴抜け値にて評価した。

表 4

No	鋼 (°C)	製造条件			ミクロ組織			機械的性質			疲労特性			備 考						
		SRT (°C)	FT (°C)	MT (°C)	Time (s)	GR (°C/s)	CT (°C)	アラート (%)	ベーリット (%)	オーステナイト (%)	その他 (%)	Vs/dm	Hvs/Hvf	σY (MPa)	σB (MPa)	EI (%)	TS × EI (MPa %)	λ	σW (MPa)	σW/σB (%)
1 A-1	1200	850	660	8	90	380	85	5	10	0	3.3	3.1	439	617	37	22829	82	325	53	発明例
2 A-2	1200	740	660	8	90	380	85	10	5	0	2.4	2.8	555	631	25	15775	42	320	51	比較例
3 A-3	1200	920	660	8	90	380	65	35	0	0	-	-	491	622	25	15550	70	300	48	比較例
4 A-4	1200	850	540	8	90	380	35	65	0	0	-	-	620	703	21	14763	85	300	43	比較例
5 A-5	1200	850	720	8	90	380	60	30	0	10	-	-	480	620	21	13020	36	280	45	比較例
6 A-6	1200	850	-	0	90	380	60	40	0	0	-	-	505	644	23	14812	76	300	47	比較例
7 A-7	1200	850	660	8	5	380	80	10	0	10	-	-	472	588	24	14112	48	280	48	比較例
8 A-8	1200	850	660	8	90	550	80	20	0	0	-	-	477	596	26	15406	90	290	49	比較例
9 A-9	1200	850	660	8	90	150	85	5	3	7	1.5	2.0	435	650	30	19500	78	330	51	比較例
10 B	1200	900	720	5	90	400	100	0	0	0	-	-	194	334	43	14362	121	150	45	比較例
11 C	1150	810	620	8	90	400	40	60	0	0	-	-	408	526	29	15254	42	245	47	比較例
12 D	1150	830	650	8	90	400	80	17	3	0	1.5	7.6	421	544	27	14668	38	250	46	比較例
13 E	1150	820	630	8	90	410	70	15	15	0	3.8	2.2	583	789	30	23670	61	440	56	発明例
14 F	1150	820	630	8	90	410	72	18	10	0	5.1	2.6	592	822	28	23016	28	380	46	比較例
15 G	1150	820	630	8	90	410	66	18	16	0	4.9	2.3	603	815	23	18745	22	370	45	比較例
16 H	1150	800	620	8	90	410	35	45	20	0	6.5	3.2	854	1073	11	111803	16	450	42	比較例
17 I	1150	820	630	8	90	410	68	16	0	8.6	2.0	546	769	31	23839	70	385	50	発明例	
18 J	1150	820	630	8	90	410	71	14	15	0	7.9	2.1	590	786	30	23580	66	390	50	発明例
19 K	1150	820	630	8	90	410	70	15	0	7.8	2.3	620	826	28	23128	62	425	51	発明例	
20 L	1150	820	630	8	90	410	72	15	13	0	7.2	2.3	584	811	28	22708	60	420	52	発明例
21 M	1200	850	650	5	55	390	85	7	8	0	3.1	1.8	449	607	36	21852	78	320	53	発明例
22 N	1200	850	650	5	55	390	83	6	11	0	3.8	1.9	450	641	35	22435	75	340	53	発明例
23 O	1200	850	650	5	55	390	83	7	10	0	3.7	1.8	447	621	34	21114	86	330	53	発明例

注) アンダーラインは本発明外の条件

本発明に沿うものは、鋼 A-1, E, I, J, K, L, M, N, O の 9 鋼であり、所定の量の鋼成分を含有し、そのミクロ組織が、体積分率 5 % 以上 25 % 以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、残留オーステナイトの体積分率をその平均粒径で除した値が 3 以上 12 以下且つ、残留オーステナイトの硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が 1.5 以上 7 以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板が得られている。

上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼 A-2 は、仕上圧延終了温度 (FT) が本発明の範囲より低い。従って、ひずみが残留して強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、穴抜け値 ( $\lambda$ ) も低い。鋼 A-3 は、仕上圧延終了温度 (FT) が本発明の範囲より高く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。鋼 A-4 は、滞留温度 (MT) が本発明の範囲より低く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。

鋼 A-5 は、滞留温度 (MT) が本発明の範囲より高く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。鋼 A-6 は、滞留時間 (MT) がなく、目的とするミクロ組織が得られていないため強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。また十分な穴抜け値 ( $\lambda$ ) も得られていない。鋼 A-7 は、滞留後の冷却速度 (CR) が本発明の範囲より遅く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度 - 延性バランス (TS × E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。また十分な穴抜け値 ( $\lambda$ ) も得られていない。鋼 A-8 は、巻取温度 (CT) が本発明の範囲より高く

、目的とするミクロ組織が得られていないため強度－延性バランス (TS×E1) が低い。鋼 A－9 は、巻取温度 (CT) が本発明の範囲より低く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度－延性バランス (TS×E1) が低い。

鋼 B は、C の含有量が本発明の範囲外であるので、目的とするミクロ組織が得られず十分な強度 (TS) および疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) が得られていない。鋼 C は、Si の含有量が本発明の範囲外であるので十分な強度 (TS) および疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) が得られていない。鋼 D は、Mn の含有量が本発明の範囲外であり、目的とするミクロ組織が得られていないため強度－延性バランス (TS×E1) が低く、疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) も低い。鋼 F は、P の含有量が本発明の範囲外であるので十分な疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) が得られていない。鋼 G は、S の含有量が本発明の範囲外であるので十分な穴抜け値 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) が得られていない。鋼 H は、C の含有量が本発明の範囲外であるので十分な伸び (E1) 、穴抜け値 ( $\lambda$ ) および疲労限度比 ( $\sigma_w / \sigma_b$ ) が得られていない。

### 産業上の利用可能性

以上詳述したように、本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度 540 MPa 以上の複合組織鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、疲労特性を十分に確保しつつバーリング加工性（穴抜け性）の大幅な改善が期待できるため、工業的価値が高い発明である。

## 請 求 の 範 囲

1. 質量%で、

C : 0.01~0.3 %、

Si : 0.01~2 %、

Mn : 0.05~3 %、

P :  $\leq 0.1$  %、

S :  $\leq 0.01$  %、

Al : 0.005 ~ 1 %、

を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相をマルテンサイトとする複合組織からなり、フェライト平均粒径が  $2 \mu\text{m}$  以上  $20 \mu\text{m}$  以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、かつ、第二相の炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とするバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

2. 質量%で、

C : 0.01~0.3 %、

Si : 0.01~2 %、

Mn : 0.05~3 %、

P :  $\leq 0.1$  %、

S :  $\leq 0.01$  %、

Al : 0.005 ~ 1 %、

を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相をマルテンサイトとする複合組織からなり、第二相の体積分率をその平均粒径で除した値が3以上12以下、かつ、第二相の硬さの平均値をフェライトの硬さの平均値で除した値が1.5以上7以下であることを特徴とするバ

一リング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

3. さらに、質量%で、Cu: 0.2~2%を含有し、そのフェライト相におけるCuの存在状態としては、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および／または固溶状態であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

4. さらに、質量%で、B: 0.0002~0.002%を含有することを特徴とする請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

5. さらに、質量%で、Ni: 0.1~1%を含有することを特徴とする請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

6. さらに、質量%で、

Ca: 0.0005~0.002%、

REM: 0.0005~0.02%

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項5のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

7. さらに、質量%で、

Ti: 0.05~0.5%、

Nb: 0.01~0.5%、

Mo: 0.05~1%、

V: 0.02~0.2%、

Cr: 0.01~1%、

Zr: 0.02~0.2%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1ないし請求項6のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲

労強度鋼板。

8. 前記ミクロ組織が、フェライトを主相とし、第二相を体積分率で5%以上25%以下の残留オーステナイトとする複合組織であることを特徴とする請求項1ないし請求項7のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板。

9. 前記成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする請求項1ないし請求項7のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

10. 前記成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高压デスケーリングを行ない、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする請求項1ないし請求項7のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

11. 前記成分を有する鋼を $Ar_3$  変態点温度以上で熱間圧延を終了し、続く酸洗、冷間圧延た後、 $Ac_1$  変態点温度以上  $Ac_3$  変態点温度以下の温度域で30~150秒間保持し、その後、20°C/s以上の冷却速度で350°C以下の温度域まで冷却することを特徴とする請求項1ないし請求項7のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

12. 前記成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変

態点温度以上  $Ar_3$ 、変態点温度以下の温度域で 1 ~ 20 秒間滞留し、その後、 $20^\circ\text{C} / \text{s}$  以上の冷却速度で冷却して、350 超  $450^\circ\text{C}$  以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする請求項 1 ないし請求項 7 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

13. 前記成分を含む鋼片の熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行ない、 $Ar_3$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度 + 10 0 °C 以下で熱間仕上圧延を終了した後、 $Ar_1$  変態点温度以上  $Ar_3$  変態点温度以下の温度域で 1 ~ 20 秒間滞留し、その後、 $20^\circ\text{C} / \text{s}$  以上の冷却速度で冷却して、350 超  $450^\circ\text{C}$  以下の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする請求項 1 ないし請求項 7 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

14. 前記成分を含む鋼片を  $Ar_3$  変態点温度以上で熱間圧延を終了し、続く酸洗、冷間圧延した後、 $Ac_1$  変態点温度以上  $Ac_3$  変態点温度以下の温度域で 30 ~ 150 秒間保持し、その後、 $20^\circ\text{C} / \text{s}$  以上の冷却速度で冷却して後、 $350^\circ\text{C}$  超  $450^\circ\text{C}$  以下の温度域に 15 ~ 600 秒間保持し、5 °C 以上の冷却速度で 150 °C 以下の温度域まで冷却することを特徴とする請求項 1 ないし請求項 7 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる高疲労強度鋼板の製造方法。

Fig.1

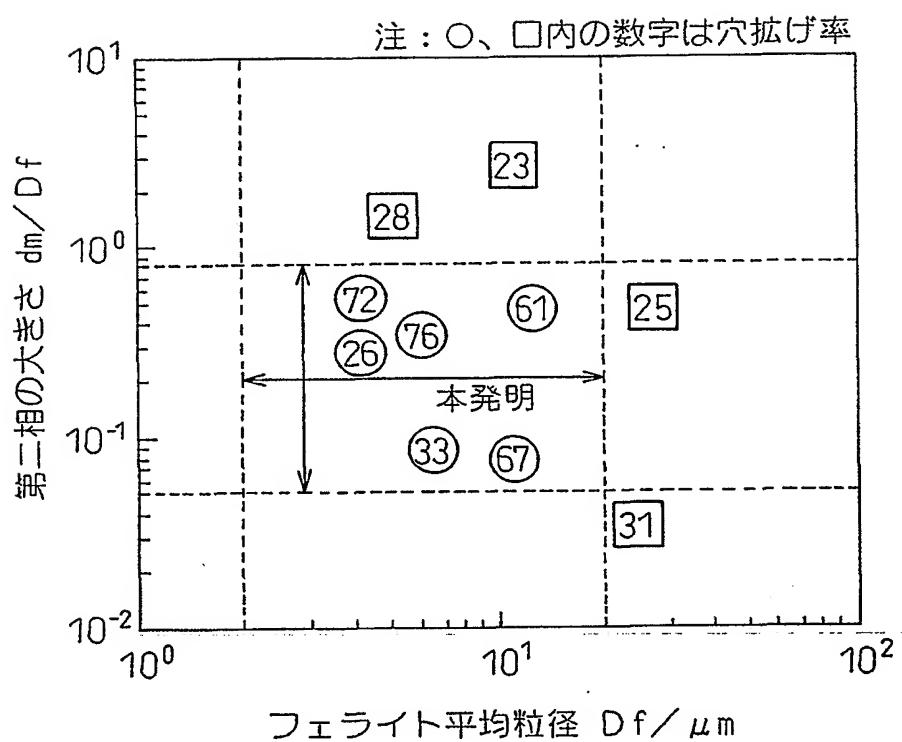


Fig. 2

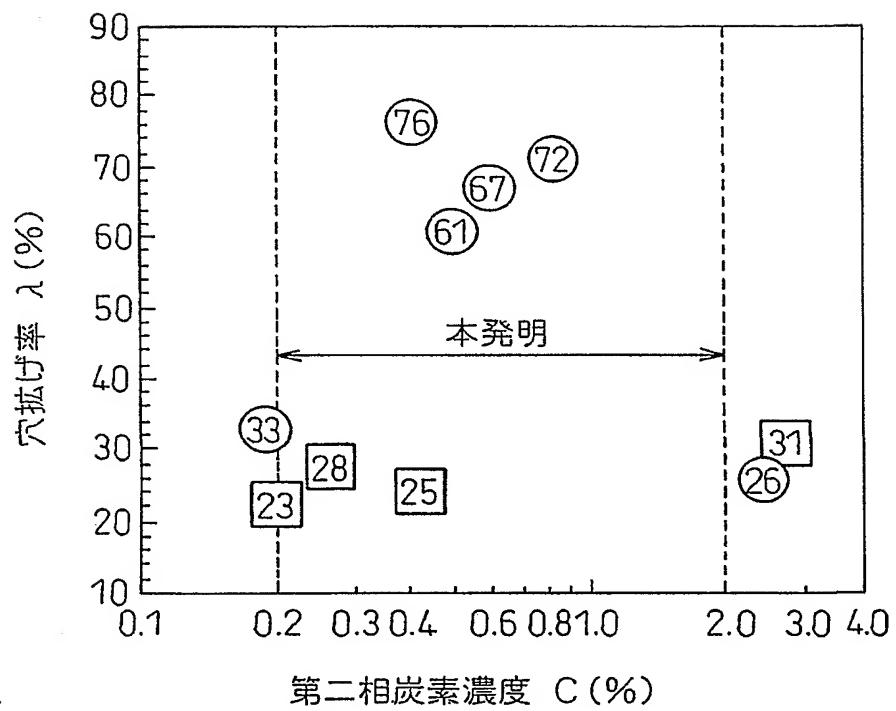


Fig.3

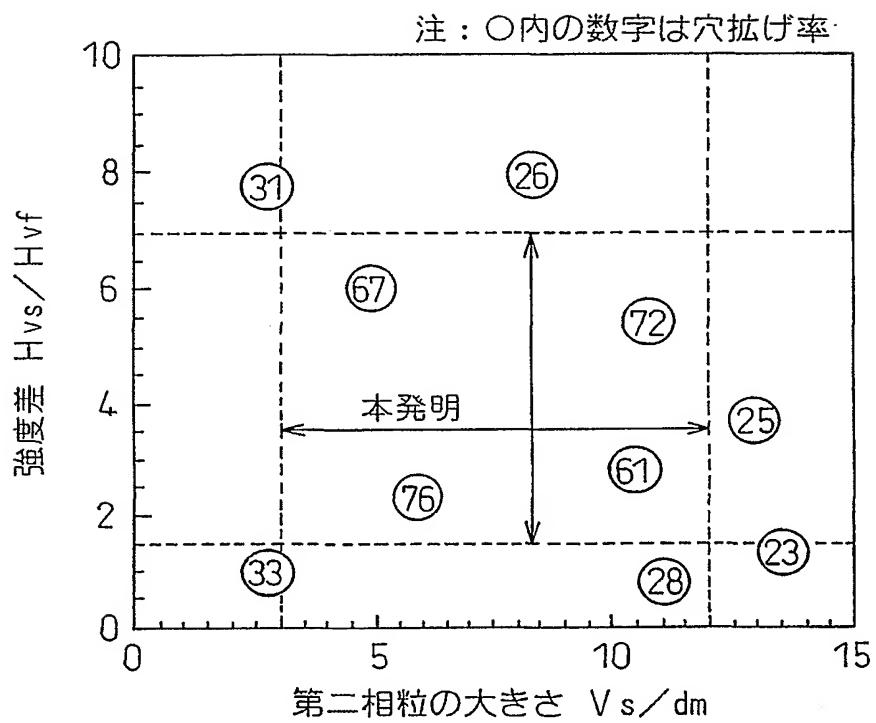
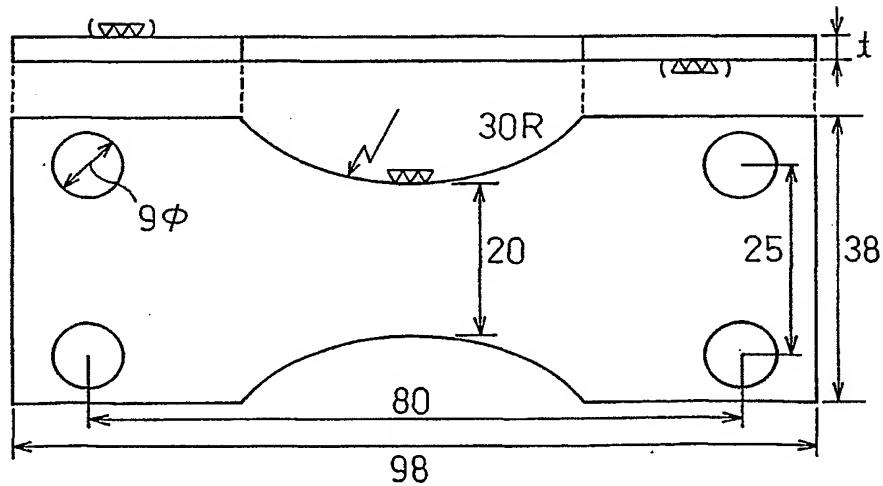


Fig.4



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/08934

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER  
Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00-38/60Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched  
Jitsuyo Shinan Koho 1926-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2001  
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2001 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2001Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)  
WPI

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP, 11-279694, A (Nippon Steel Corporation), 12 October, 1999 (12.10.99), Claims (Family: none)	4-10
Y		1-3
A		14
A	JP, 11-199973, A (Nippon Steel Corporation), 27 July, 1999 (27.07.99), Claims (Family: none)	4-8, 11
X		1-3
Y		14
X	JP, 11-199975, A (Nippon Steel Corporation), 27 July, 1999 (27.07.99), Claims (Family: none)	4-8, 12, 13
Y		1-3
A		14
Y	JP, 8-325671, A (Nippon Steel Corporation), 10 December, 1996 (10.12.96), Claims (Family: none)	1-3
Y	JP, 8-3679, A (Nippon Steel Corporation), 09 January, 1996 (09.01.96), Claims (Family: none)	1-3

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 15 February, 2001 (15.02.01)	Date of mailing of the international search report 27 February, 2001 (27.02.01)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))  
Int. C17 C22C38/00

## B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))  
Int. C17 C22C38/00-38/60

## 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1926-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2001年
日本国実用新案登録公報	1996-2001年
日本国登録実用新案公報	1994-2001年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)  
WPI

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP11-279694, A(新日本製鐵株式会社), 12. 10月. 1999, (12. 10. 99), 特許請求の範囲, (ファミリーなし)	4-10
Y		1-3
A		14
X	JP11-199973, A(新日本製鐵株式会社), 27. 7月. 1999, (27. 07. 99), 特 許請求の範囲, (ファミリーなし)	4-8, 11
Y		1-3
A		14
X	JP11-199975, A(新日本製鐵株式会社), 27. 7月. 1999, (27. 07. 99), 特 許請求の範囲, (ファミリーなし)	4-8, 12, 13
Y		1-3
A		14

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示す  
もの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日  
以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行  
日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する  
文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

## の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって  
出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論  
の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明  
の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以  
上の文献との、当業者にとって自明である組合せに  
よって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

15. 02. 01

国際調査報告の発送日

27.02.01

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K 9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) 関連すると認められる文献		関連する請求の範囲の番号
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	
Y	JP8-325671, A(新日本製鐵株式会社), 10.12月.1996, (10.12.96), 特許請求の範囲, (ファミリーなし)	1-3
Y	JP8-3679, A(新日本製鐵株式会社), 9.1月.1996, (09.01.96), 特許請求の範囲, (ファミリーなし)	1-3

